

10.06.2004

日本国特許庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日  
Date of Application: 2003年 7月31日

出願番号  
Application Number: 特願2003-204995  
[ST. 10/C]: [JP2003-204995]

出願人  
Applicant(s): JFEスチール株式会社

REC'D 29 JUL 2004

WIPO

PCT

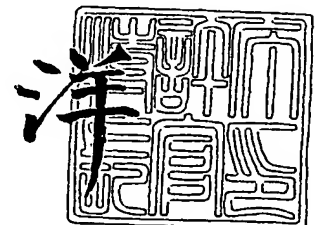
PRIORITY  
DOCUMENT

SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 7月15日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

小川



【書類名】 特許願  
【整理番号】 2003S00704  
【あて先】 特許庁長官殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00  
C21D 8/00

## 【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール  
株式会社内

【氏名】 新宮 豊久

## 【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール  
株式会社内

【氏名】 遠藤 茂

## 【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール  
株式会社内

【氏名】 石川 信行

## 【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 JFEスチール株式会社

## 【代理人】

【識別番号】 100116230

## 【弁理士】

【氏名又は名称】 中濱 泰光

## 【手数料の表示】

【予納台帳番号】 002347

【納付金額】 21,000円

## 【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0304196

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C: 0.03~0.1%、Si: 0.01~0.5%、Mn: 1.2~2.5%、Al: 0.08%以下を含有し、Ti: 0.005~0.04%、Nb: 0.005~0.07%、V: 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量との比である $C/(Ti+Nb+V)$ が1.2~3であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%であることを特徴とする、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管。

【請求項2】 さらに、質量%で、Cu: 0.5%以下、Ni: 0.5%以下、Cr: 0.5%以下、B: 0.005%以下の中から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管。

【請求項3】 請求項1または請求項2に記載の成分組成を有する鋼を、1000~1300℃の温度に加熱し、Ar3温度以上の圧延終了温度で熱間圧延した後、5℃/s以上の冷却速度で450~650℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550~750℃まで再加熱を行い、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%である鋼板として、該鋼板を冷間にて管状に成形し、突き合わせ部を溶接して鋼管とすることを特徴とする、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、主に原油や天然ガスを輸送するラインパイプに好適な、コーティング処理後の材質劣化の小さな大径溶接鋼管（UOE鋼管、スパイラル鋼管）およ

びその製造方法に関するものである。

#### 【0002】

##### 【従来の技術】

主に原油や天然ガスを輸送するラインパイプにおいては、高強度、高靱性化に加え、耐震性の観点から低降伏比化も要求されている。一般に、鋼材の金属組織を、フェライトの様な軟質相の中に、ベイナイトやマルテンサイトなどの硬質相が適度に分散した組織にすることで、鋼材の低降伏比化が可能であることが知られている。この様な軟質相の中に硬質相が適度に分散した組織を得る製造方法として、焼入れ（Q）と焼戻し（T）の中間に、フェライトとオーステナイトの2相域からの焼き入れ（Q'）を施す熱処理方法（例えば、特許文献1参照）が知られている。

#### 【0003】

また、特許文献1に開示されている様な複雑な熱処理を行わずに低降伏比化を達成する技術として、 $A_r3$ 変態点以上で鋼材の圧延を終了し、その後の加速冷却速度と冷却停止温度を制御することで、針状フェライトとマルテンサイトの2相組織とし、低降伏比化を達成する方法が知られている（例えば特許文献2参照。）。

#### 【0004】

しかし、ラインパイプに用いられるUOE鋼管やERW鋼管の様な溶接鋼管は、鋼板を冷間で管状へ成形、突き合わせ部を溶接後、通常防食等の観点から鋼管外面にコーティング処理が施されるため、製管時の加工歪みとコーティング処理時の加熱により歪み時効が生じ、降伏応力が上昇する。そのため、上述の様な方法にて素材の鋼板の低降伏比を達成しても、鋼管における低降伏比化を達成することは困難である。

#### 【0005】

耐歪み時効特性に優れた鋼材およびその製造方法としては、歪み時効の原因であるC、N含有量を制限し、且つNb、Tiを添加しC、Nと結合させることで、歪み時効を抑制する方法が知られている（例えば、特許文献3参照）。

#### 【0006】

## 【特許文献1】

特開昭55-97425号公報

【0007】

## 【特許文献2】

特開平1-176027号公報

【0008】

## 【特許文献3】

特開2002-220634号公報

【0009】

## 【発明が解決しようとする課題】

しかし、特許文献3に記載の技術では、その実施例が示すように、熱間圧延仕上り温度が低いため、極端に生産性が低下し製造コストの上昇を招く。

【0010】

このように従来技術では、生産性を低下させることなく、また製造コストを上昇させることなく、コーティング処理後も低降伏比を有する鋼管を製造することは困難である。

【0011】

したがって本発明の目的は、このような従来技術の課題を解決し、高製造効率、低コストで製造できる、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管およびその製造方法を提供することにある。

【0012】

## 【課題を解決するための手段】

このような課題を解決するための本発明の特徴は以下の通りである。

(1)、質量%で、C:0.03~0.1%、Si:0.01~0.5%、Mn:1.2~2.5%、Al:0.08%以下を含有し、Ti:0.005~0.04%、Nb:0.005~0.07%、V:0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量との比である $C/(Ti+Nb+V)$ が1.2~3であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの

3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%であることを特徴とする、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管。

(2)、さらに、質量%で、Cu:0.5%以下、Ni:0.5%以下、Cr:0.5%以下、B:0.005%以下の中から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管。

(3)、(1)または(2)に記載の成分組成を有する鋼を、1000～1300℃の温度に加熱し、Ar3温度以上の圧延終了温度で熱間圧延した後、5℃/s以上の冷却速度で450～650℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550～750℃まで再加熱を行い、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%である鋼板として、該鋼板を冷間にて管状に成形し、突き合わせ部を溶接して鋼管とすることを特徴とする、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管の製造方法。

#### 【0013】

##### 【発明の実施の形態】

本発明者らは前記課題を解決するために、鋼管原板の製造方法、特に制御圧延後の加速冷却とその後の再加熱という製造プロセスについて鋭意検討した結果、以下の(a)～(d)の知見を得た。

#### 【0014】

(a)、加速冷却過程でベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度領域で冷却を停止し、その後直ちに再加熱を行うことにより、鋼板の金属組織が、フェライト、ベイナイトの混合相中に硬質相である島状マルテンサイト(以下MAと記載する。)が均一に生成した3相組織となり、鋼板の低降伏比化が可能である。また、このMAはコーティング時の加熱後も安定である。

#### 【0015】

(b)、再加熱時の未変態オーステナイトからのフェライト変態時に、Ti、Nb、Vの中から選ばれる少なくとも2種以上含む複合析出物が析出する。また、加速冷却時に変態したベイナイトはCを過飽和に固溶しており、再加熱後の空

冷時にベイナイト中からも前述の微細析出物が析出する。微細析出物の析出により、歪み時効の原因となる固溶CやNが減少するため、鋼管成形、コーティング処理後の歪み時効による降伏応力上昇を抑制することが可能である。

【0016】

(c)、上記の複合析出物は非常に微細であるため、加速冷却時のベイナイト変態による強化に加え、微細析出物による析出強化が得られるため、合金元素が少ない低成分系の鋼においても高強度化が可能になる。

【0017】

(d)、上記(a)、(b)および(c)の効果は、Mn等の焼入性向上元素を添加しMAの生成を促進すると共に、Ti、Nb、V等の炭化物形成元素を添加した鋼を用いることで得られる。

【0018】

本発明は上記の知見により得られたもので、圧延後の加速冷却によって生成したベイナイト相と、その後の再加熱によって生じるTi、Nb、Vを含有する析出物が分散析出したフェライト相、ベイナイト相と、硬質相であるMAが均一に生成した3相組織を有する耐歪み時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管に関するものである。

【0019】

以下、本発明の高強度鋼管について詳しく説明する。まず、本発明の高強度鋼管の組織について説明する。

【0020】

本発明では、フェライト相、ベイナイト相に硬質相であるMAが均一に生成した組織とし、且つフェライト相中に微細析出物を析出させ歪み時効の原因となる固溶C、Nを減少させることで、コーティング処理後の鋼管において低降伏比を達成している。まず、本発明におけるMA生成のメカニズムについて説明する。まず、加速冷却をベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度域で終了し、その後に再加熱を行うことで未変態オーステナイトからのフェライト変態を生じるが、その際にCが未変態オーステナイトに排出されるため、フェライト変態が進行するに従ってオーステナイト中のC量が増加する。このとき



、焼き入れ性を高め、オーステナイト安定化元素である、Mn、Cu、Ni等が一定以上含有されていると、再加熱終了時でもCが濃縮した未変態オーステナイトが残存し、その後の冷却でMAへと変態するものである。本発明では、ベイナイト変態途中で加速冷却を停止し、その後連続的に再加熱を行うことで、製造効率を低下させることなく硬質相であるMAを生成させることができ、硬質相を含んだ複合組織である3相組織とすることで低降伏比が達成できる。3相組織中のMAの割合は、MAの面積分率（鋼板の任意の断面におけるMAの面積の割合）で、3～20%とする。MAの面積分率が3%未満では低降伏比化を達成するには不十分であり、また20%を超えると母材靱性を劣化させる場合がある。

#### 【0021】

また、鋼管成形、コーティング処理後の歪み時効による降伏応力上昇を抑制し、且つ高強度化を達成するために、加速冷却後に再加熱時にフェライト相、ベイナイト相中に析出する微細析出物を活用する。フェライト相は延性に富んでおり、一般的には軟質であるが、本発明では以下に述べる微細析出物による析出強化により高強度化する。合金元素を多量に添加しない場合には、加速冷却で得られるベイナイト単相組織だけでは強度不足であるが、析出強化されたフェライト相により十分な強度を有するものとなる。析出強化を活用した鋼板では一般的に高降伏比となるが、本発明では他相と硬度差の大きなMAを均一に生成させることにより低降伏化を実現している。さらに、歪み時効の原因である固溶C、Nが微細析出物として固定されるため、鋼管成形、コーティング時の加熱後の歪み時効を抑制することが可能である。

#### 【0022】

フェライトとベイナイトとMAとの3相組織に、パーライトなどの異なる金属組織が1種または2種以上混在する場合は、強度が低下するため、フェライト相、ベイナイト相およびMA以外の組織分率は少ない程良い。しかし、フェライト相、ベイナイト相およびMA以外の組織の体積分率が低い場合は影響が無視できるため、トータルの体積分率で3%未満の他の金属組織を、すなわちパーライトやセメンタイト等を1種または2種以上含有してもよい。また、強度確保の観点からフェライトの体積分率を5%以上に、母材の靱性確保の観点からベイナイト

の体積分率を10%以上にする事が望ましい。

【0023】

次に、上記のフェライト相、ベイナイト相中に析出する微細な析出物について説明する。

【0024】

本発明の鋼管では、フェライト相、ベイナイト相中のTi、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する複合析出物を、析出強化と耐歪み時効特性向上に活用している。Ti、Nb、Vは鋼中で炭化物を形成する元素であり、個々の炭化物の析出により鋼を強化することは従来行われているが、本発明ではTi、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を複合添加して、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する複合炭化物を鋼中に微細析出させることにより、個々の炭化物による析出強化の場合に比べて、より大きな強度向上効果が得られることが特徴である。この従来にない大きな強度向上効果は、この複合炭化物が安定でかつ成長速度が遅いので、粒径が10nm未満の極めて微細な析出物が得られることによるものである。

【0025】

フェライト相中の析出物は、再加熱時の未変態オーステナイトからのフェライト変態界面において析出し、ベイナイト相中の析出物は再加熱後の空冷時に析出する。

【0026】

本発明の鋼管は以上のように、析出物が微細析出したフェライト、ベイナイト相と、MAとの3相からなる複合組織を有するが、このような組織は以下のような組成の鋼を用いて、以下のような方法で製造することにより得ることができる。

【0027】

まず、本発明の高強度鋼管の化学成分について説明する。以下の説明において%で示す単位は全て質量%である。

【0028】

C：0.03～0.1%とする。Cは炭化物として析出強化に寄与し、且つMA

生成に重要な元素であるが、0.03%未満ではMAの生成に不十分であり、また十分な強度が確保できない。0.1%を超える添加はHAZ靱性を劣化させるだけでなく、耐歪み時効特性が低下するため、C含有量を0.03%～0.1%未満に規定する。

#### 【0029】

Si：0.01～0.5%とする。Siは脱酸のため添加するが、0.01%未満では脱酸効果が十分でなく、0.5%を超えると靱性や溶接性を劣化させるばかりか、耐歪み時効特性を低下させるため、Si含有量を0.01～0.5%に規定する。

#### 【0030】

Mn：1.2～2.5%とする。Mnは強度、靱性向上、更に焼き入れ性を向上しMA生成を促すために添加するが、1.2%未満ではその効果が十分でなく、2.5%を超えると靱性ならびに溶接性が劣化するため、Mn含有量を1.2～2.0%に規定する。Cu、Ni等を複合添加しない場合は、成分や製造条件の変動によらずに安定してMAを生成させるために、Mnを1.5%以上添加することが望ましい。

#### 【0031】

Al：0.08%以下とする。Alは脱酸剤として添加されるが、0.08%を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al含有量は0.08%以下に規定する。好ましくは0.01～0.08%とする。

#### 【0032】

本発明の鋼板はTi、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する。

#### 【0033】

Ti：0.005～0.04%とする。0.005%以上添加することで、Nbおよび／またはVと共に微細な複合炭化物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しかし、0.04%を超える添加は溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、Ti含有量は0.005～0.04%に規定する。さらに、Ti含有量が0.02%未満であると、よりすぐれた靱性を示すため、Ti含有量を0.005～0.02%未満とすることが好ましい。

## 【0034】

Nb: 0.005~0.07%とする。Nbは組織の微細粒化により靱性を向上させるが、Ti及び/またはVと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.07%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、Nb含有量は0.005~0.07%に規定する。

## 【0035】

V: 0.005~0.1%とする。VもTi、Nbと同様にTi及び/またはNbと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.1%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、V含有量は0.005~0.1%に規定する。

## 【0036】

本発明の高強度鋼管は上記の成分の鋼を用いることで、Ti、Nb、Vのいずれか2種以上を含有する微細複合析出物が得られるが、析出強化を最大限に利用し且つMAを生成させるためには、複合析出物を形成する元素の含有量の割合を以下のように制限することが必要である。すなわち、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量の比である、 $C/(Ti+Nb+V)$ は1.2~3とする。本発明による高強度化はTi、Nb、Vのいずれか2種以上を含有する微細炭化物の析出によるものである。このとき各元素の原子%の含有量で表される、 $C/(Ti+Nb+V)$ の値が1.2未満の場合、Cが全て微細複合析出物に消費され、MAが生成しないため低降伏比化が達成できない。また、3を超える場合はCが過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C/(Ti+Nb+V)$ の値を1.2~3とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量として $(C/12.01)/(Ti/47.9+Nb/92.91+V/50.94)$ の値を1.2~3とする。

## 【0037】

本発明では、鋼管の強度靱性をさらに改善し、且つ焼き入れ性を向上させMAの生成を促す目的で、以下に示すCu、Ni、Cr、Bの1種又は2種以上を含有してもよい。

## 【0038】

Cu: 0.5%以下とする。Cuは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、多く添加すると溶接性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

## 【0039】

Ni: 0.5%以下とする。Niは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、多く添加するとコスト的に不利になり、また、溶接熱影響部靱性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

## 【0040】

Cr: 0.5%以下とする。CrはMnと同様に低Cでも十分な強度を得るために有効な元素であるが、多く添加すると溶接性を劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

## 【0041】

B: 0.005%以下とする。Bは強度上昇、HAZ靱性改善に寄与する元素であるが、0.005%を超えて添加すると溶接性を劣化させるため、添加する場合は0.005%以下とする。

## 【0042】

上記以外の残部は実質的にFeからなる。残部が実質的にFeからなるとは、本発明の作用効果無くさない限り、不可避不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれ得ることを意味する。

## 【0043】

次に、本発明の高強度鋼管原板の製造方法について説明する。

## 【0044】

本発明の高強度鋼管の原板は上記の成分組成を有する鋼を用い、加熱温度: 1000~1300℃、圧延終了温度: Ar3温度以上で熱間圧延を行い、その後5℃/s以上の冷却速度で450~650℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550~750℃の温度まで再加熱を行うことで、金属組織をフェライト、ベイナイトとMAの3相組織とし、Ti、Nb、Vの中から選ばれる2種以上を含有する微細複合析出物をフェライト相中に分散析出する

ことができる。ここで、温度は鋼板の平均温度とする。以下、各製造条件について詳しく説明する。

【0045】

加熱温度：1000～1300℃とする。加熱温度が1000℃未満では炭化物の固溶が不十分で必要な強度ならびに降伏比が得られず、1300℃を超えると母材靱性が劣化するため、1000～1300℃とする。

【0046】

圧延終了温度：A<sub>r</sub>3温度以上とする。圧延終了温度がA<sub>r</sub>3温度未満であると、その後のフェライト変態速度が低下するため、再加熱によるフェライト変態時に十分な微細析出物の分散析出が得られず、強度が低下する。また、再加熱時の未変態オーステナイトへのCの濃縮が不十分となりMAが生成しないため、圧延終了温度をA<sub>r</sub>3温度以上とする。

【0047】

圧延終了後、直ちに5℃/s以上の冷却速度で冷却する。冷却速度が5℃/s未満では冷却時にパーライトを生成するため、MAが生成せず、またベイナイトによる強化が得られないため、十分な強度が得られない。よって、圧延終了後の冷却速度を5℃/s以上に規定する。このときの冷却方法については製造プロセスによって任意の冷却設備を用いることが可能である。本発明では、加速冷却によりベイナイト変態領域まで過冷することにより、その後の再加熱時に温度保持することなくフェライト変態を完了させることが可能である。

【0048】

冷却停止温度：450～650℃とする。このプロセスは本発明において、重要な製造条件である。本発明では再加熱後に存在するCの濃縮した未変態オーステナイトがその後の空冷時にMAへと変態する。すなわち、ベイナイト変態途中の未変態オーステナイトが存在する温度域で冷却を停止する必要がある。冷却停止温度が450℃未満では、ベイナイト変態が完了するため空冷時にMAが生成せず低降伏比化が達成できない。650℃を超えると冷却中にパーライトが析出するため微細炭化物の析出が不十分となり十分な強度が得られず、また、パーライトにCが消費されMAが生成しないため、加速冷却停止温度を450～650

℃に規定する。好ましくは500～650℃、より好ましくは530～650℃とする。

#### 【0049】

加速冷却停止後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550～750℃の温度まで再加熱を行う。軟質相の強化や耐歪み時効特性向上に寄与する微細析出物は、再加熱時に析出する。このような微細析出物を得るためには、加速冷却後直ちに550～700℃の温度域まで再加熱する必要がある。また再加熱の際には、冷却後の温度より少なくとも50℃以上昇温することが望ましい。昇温速度が0.5℃/s未満では、目的の再加熱温度に達するまでに長時間を要するため製造効率が悪化し、またパーライト変態が生じるため、微細析出物の分散析出が得られず強度不足を招く。再加熱温度が550℃未満では十分な析出駆動力が得られず微細析出物の量が少ないため、耐歪み時効特性の低下や強度不足を招き、750℃を超えると析出物が粗大化し十分な強度が得られないため、再加熱の温度域を550～750℃に規定する。再加熱温度において、特に温度保持時間を設定する必要はない。本発明の製造方法を用いれば再加熱後直ちに冷却しても、十分な微細析出物が得られるため高い強度が得られる。しかし、十分な微細析出物を確保するために、30分以内の温度保持を行うことができる。30分を超えて温度保持を行うと、析出物の粗大化を生じ強度が低下する場合がある。また、再加熱後の冷却過程において冷却速度によらず微細析出物は粗大化しないため、再加熱後の冷却速度は基本的には空冷とすることが好ましい。

#### 【0050】

加速冷却後の再加熱を行うための設備として、加速冷却を行うための冷却設備の下流側に加熱装置を設置することができる。加熱装置としては、鋼板の急速加熱が可能であるガス燃焼炉や誘導加熱装置を用いる事が好ましい。誘導加熱装置は均熱炉等に比べて温度制御が容易でありコストも比較的安く、冷却後の鋼板を迅速に加熱できるので特に好ましい。また複数の誘導加熱装置を直列に連続して配置することにより、ライン速度や鋼板の種類・寸法が異なる場合にも、通電する誘導加熱装置の数や供給電力を任意に設定するだけで、昇温速度、再加熱温度を自在に操作することが可能である。

## 【0051】

本発明の製造方法を実施するための設備の一例を図1に示す。図1に示すように、圧延ライン1には上流から下流側に向かって熱間圧延機3、加速冷却装置4、インライン型誘導加熱装置5、ホットレベラー6が配置されている。インライン型誘導加熱装置5あるいは他の熱処理装置を、圧延設備である熱間圧延機3およびそれに引き続く冷却設備である加速冷却装置4と同一ライン上に設置する事によって、圧延、冷却終了後迅速に再加熱処理が行えるので、圧延冷却後の鋼板温度を過度に低下させることなく加熱することができる。

## 【0052】

さらに、溶接鋼管の製造方法について説明する。

## 【0053】

本発明の溶接鋼管は、上述の製造条件で製造された鋼板を冷間にて管状に成形し、突き合わせ部を溶接し鋼管とする。管状への成形方法については特に規定しない。また、コーティング処理を施す場合の鋼管の加熱温度は特に規定しないが、MA分解による応力比の増加を抑制するため、300℃以下とするのが望ましい。

## 【0054】

図2に上記の製造方法を用いて製造した本発明鋼管（0.05C-1.8Mn-0.01Ti-0.04Nb-0.05V）を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真を示す。図1によれば、フェライト（F）、ベイナイト（B）の混合組織に島状マルテンサイト（MA）が均一に生成している様子が確認できる。

## 【0055】

## 【実施例】

表1に示す化学成分の鋼（鋼種A～I）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚18、26mm、外径24、48インチの溶接鋼管（No.1～15）を製造した。

## 【0056】



【表 1】

鋼種	(質量%)←→(原子%)													備考
	C	Si	Mn	Ti	Al	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ar3(°C)	C/(Mo+Ti+Nb+V)	
A	0.050	0.19	1.55	0.012	0.026	0.045	0.051					771	2.40	化学成分が 本発明の 範囲内
B	0.052	0.21	1.85	0.010	0.028	0.042	0.045					746	2.80	
C	0.049	0.29	1.26	0.012	0.026	0.040	0.055	0.6	0.4			760	2.32	
D	0.055	0.16	1.82	0.021	0.032	0.039	0.047			0.15		745	2.57	
E	0.045	0.19	1.55	0.025	0.024	0.025	0.031	0.3	0.15		0.0011	758	2.68	
F	<u>0.110</u>	0.25	1.51	0.012	0.033	0.025	0.012					755	12.13	化学成分が 本発明の 範囲外
G	<u>0.021</u>	0.18	1.49	0.011	0.026	0.035	0.042					784	1.22	
H	0.049	0.17	<u>0.57</u>	0.010	0.026	0.032	0.045					849	2.84	
I	0.041	0.18	1.24	<u>0.002</u>	0.028	0.025	<u>0.001</u>	0.21	0.09			789	10.33	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0057】

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を

用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行い鋼板を作製し、該鋼板を用いUOEプロセスにて溶接鋼管を製造し、その後鋼管外面にコーティング処理を施した。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼管（No.1～15）の製造条件を表2に示す。

**【0058】**

以上のようにして製造した鋼管の引張特性を測定した。測定結果を表2に併せて示す。引張特性は、圧延方向の全厚試験片を引張試験片としてコーティング前後で引張試験を行い、引張強度および降伏比を測定した。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピーVノッチ試験片を用いシャルピー試験を行い、-10℃での吸収エネルギーを測定した。

**【0059】**

溶接熱影響部（HAZ）靱性については、シーム溶接部の板厚中央部よりフルサイズシャルピーVノッチ試験片を採取し試験を行い、-10℃でのシャルピー吸収エネルギーを測定した。

**【0060】****【表2】**

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延終了 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	再加熱 設備	再加熱 速度 (°C/s)	再加熱 温度 (°C)	鋼管 外径 (inch)	コージェン 温度 (°C)	MA 面積分率 (%)	引張 強度 (MPa)	コージェン前 降伏比 (%)	コージェン後 降伏比 (%)	母材 韌性 (J)	HAZ 韌性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	39	560	誘導加熱炉	3.2	650	24	200	7	651	75	81	354	149	本 発 明 例
2	"	"	"	"	38	570	誘導加熱炉	3.9	660	"	280	6	658	75	83	348	151	
3	B	"	"	"	36	530	誘導加熱炉	4.2	650	"	220	8	681	74	80	339	132	
4	"	26	"	"	21	530	誘導加熱炉	5.1	650	"	"	8	671	73	80	345	136	
5	C	18	"	"	29	560	誘導加熱炉	21	650	48	240	5	658	78	84	346	131	
6	"	"	1100	"	35	570	誘導加熱炉	28	600	"	"	5	629	77	83	341	129	
7	D	"	1200	"	30	550	ガス燃焼炉	1.2	650	24	200	8	688	74	81	309	132	
8	E	"	"	"	30	560	誘導加熱炉	25	660	"	"	7	649	75	81	311	141	
9	E	18	960	800	33	510	誘導加熱炉	25	650	24	240	0	523	88	94	329	139	比 較 例
10	"	"	1200	870	29	470	誘導加熱炉	30	500	"	"	3	564	80	89	321	145	
11	"	"	"	"	35	700	ガス燃焼炉	1.6	640	"	"	0	569	90	95	300	141	
12	E	"	"	"	38	520	誘導加熱炉	25	600	48	220	9	781	72	90	287	52	
13	G	"	"	"	40	500	誘導加熱炉	29	640	"	"	0	512	88	94	289	175	
14	H	"	"	"	36	520	誘導加熱炉	28	620	"	"	0	547	87	92	339	172	
15	I	"	"	"	38	500	誘導加熱炉	31	630	"	"	3	565	80	90	335	161	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

## 【0061】

表2において、本発明例であるNo.1～8はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度580MPa以上の高強度で、コーティング処理前の降伏比が80%以下で、コーティング処理後も降伏比85%以下の低降伏比であり、耐歪時効特性に優れ、母材ならびに溶接熱影響部の靱性は100J以上で良好であった。また、鋼管の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は3～20%の範囲内であった。

## 【0062】

No.9～11は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、強度、降伏比が不十分であった。No.12～15は化学成分が本発明の範囲外であるので、十分な強度が得られないか、降伏比が高いか、HAZ靱性が劣っていた。

## 【0063】

## 【発明の効果】

以上述べたように、本発明によれば、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管を、高製造効率、低コストで製造することができる。このためラインパイプに使用する鋼管を、安価で大量に安定して製造することができ、生産性および経済性を著しく高めることができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の製造方法を実施するための製造ラインの一例を示す概略図。

【図2】 本発明の鋼管を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真。

## 【符号の説明】

- 1：圧延ライン、
- 2：鋼板、
- 3：熱間圧延機、
- 4：加速冷却装置、
- 5：インライン型誘導加熱装置、

6：ホットレベラー、

F：フェライト、

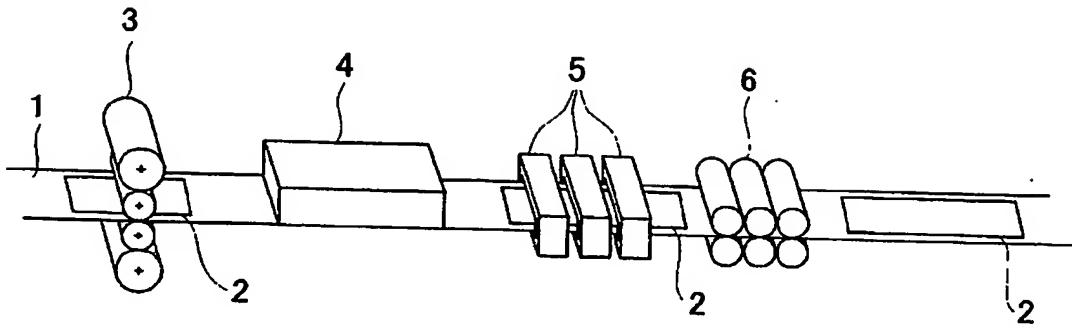
B：ベイナイト、

MA：島状マルテンサイト

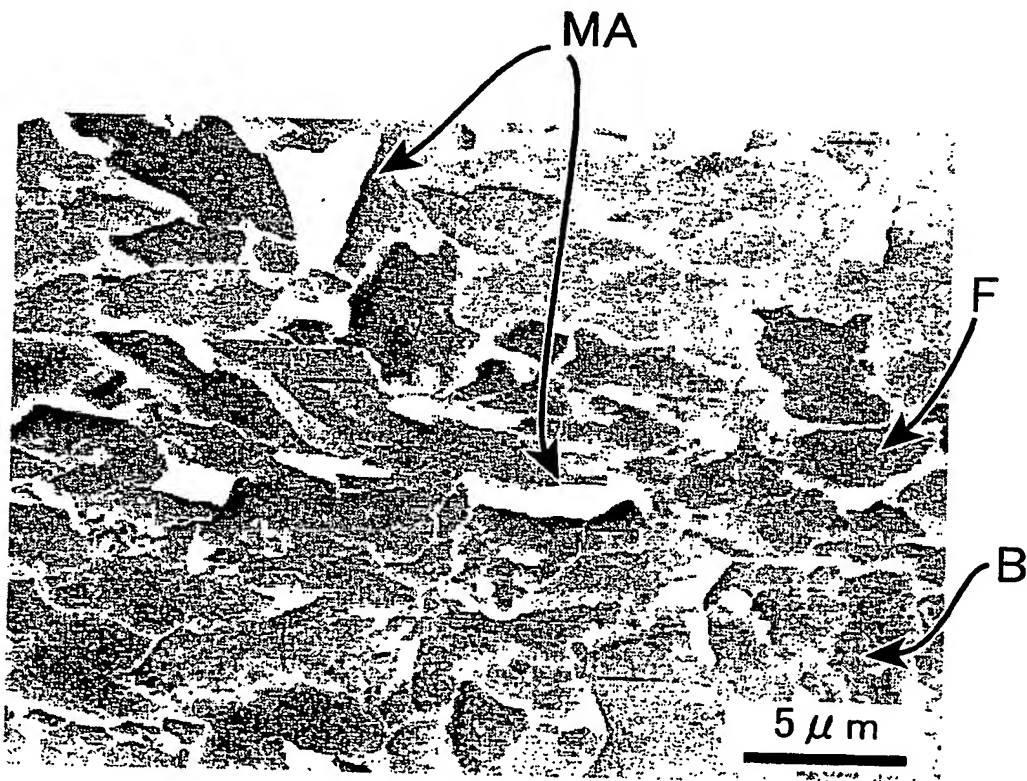
【書類名】

図面

【図 1】



【図 2】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 高製造効率、低コストで製造できる、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】 質量%で、C: 0.03~0.1%、Si: 0.01~0.5%、Mn: 1.2~2.5%、Al: 0.08%以下を含有し、Ti: 0.005~0.04%、Nb: 0.005~0.07%、V: 0.005~0.1%の中から選ばれる少なくとも2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とTi、Nb、Vの合計量との比である $C/(Ti+Nb+V)$ が1.2~3であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3~20%であることを特徴とする、耐歪時効特性に優れた低降伏比高強度高靱性鋼管を用いる。

【選択図】 図1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2003-204995
受付番号	50301275785
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成15年 8月 1日

<認定情報・付加情報>

【提出日】 平成15年 7月31日



特願 2003-204995

ページ : 1/E

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000001258]

1. 変更年月日  
[変更理由]

2003年 4月 1日

名称変更

住所変更

住 所  
氏 名

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号  
JFEスチール株式会社